

Japanese Patent Laid-Open No. 6-248389

Partial Translation

Page 2, right column, line 26 to 32

[0011] Mo: Mo segregates intermetallic compounds (FeMo, Ni₃Mo) in age hardening and is an element effective for strengthening steel. When the content is less than 4.5 %, however, strengthening maraging steel is insufficient. The present invention adopts the content in the range of 4.5 to 6.0 %, taking into consideration further that as the content increases, micro-segregation in the steel increases and thereby, its toughness decreases.

Page 2, right column, line 39 to 47

[0013] Ti: Ti segregates Ni₃Ti to decrease a Ni content in the matrix and restrict austenite produced in age hardening; therefore, it is effective for improvement on resistance to softening. Besides, a precipitation hardening ability of Ti is larger than Mo. When the content increases, however, micro-segregation increases significantly and a problem that TiN is also precipitated arises. On the other hand, when the content is small, transformation point rises higher and strengthening are insufficient. Accordingly, in the present invention having an object of improvement on resistance to softening, the content is set in the range of 0.5 to 1.0 %.

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-248389

(43)Date of publication of application : 06.09.1994

(51)Int.Cl. C22C 38/00, C22C 38/14, C22C 38/52

(21)Application number : 05-062933 (71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 26.02.1993 (72)Inventor : UNNO MASAhide

OKADA YASUTAKA

(54) MARAGING STEEL FOR DIE CASTING DIE

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce maraging steel for a die casting die excellent in softening resistance and toughness by preparing maraging steel having a specified componental compsn. in which the content of Ni and Ti is prescribed.

CONSTITUTION: Maraging steel contg., by weight, 12 to 14% Ni, 4.5 to 6.0% Mo, 7.5 to 9.5% Co, 0.5 to 1.0% Ti, 0.03% C, 0.1% Si, 0.1% Mn, 0.01% P, 0.01% S, 0.05% Cr, 0.01% N and 0.02 to 0.20% solAl, and the balance Fe with inevitable impurities is prepd. In this way, the maraging steel for a die casting die high in softening resistance and excellent in toughness can be obtd.

Copyright (C); 1998,2000 Japanese Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-248389

(43)公開日 平成6年(1994)9月6日

(51)Int.Cl.⁵

C 2 2 C 38/00

38/14

38/52

識別記号

3 0 2 N

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 1 F D (全 6 頁)

(21)出願番号

特願平5-62933

(22)出願日

平成5年(1993)2月26日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 海野 正英

大阪府大阪市此花区島屋5丁目1番109号

住友金属工業株式会社製鋼所内

(72)発明者 岡田 康孝

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 溝上 満好 (外1名)

(54)【発明の名称】 ダイカスト金型用マルエージング鋼

(57)【要約】

【構成】 マルエージング鋼の化学成分を重量%で、N : 1.2~1.4%、Mo : 4.5~6.0%、Co : 7.5~9.5%、Ti : 0.5~1.0%、C : 0.03%以下、Si : 0.1%以下、Mn : 0.1%以下、P : 0.01%以下、S : 0.01%以下、Cr : 0.05%以下、N : 0.01%以下、sol Al : 0.02~0.20%、残部はFeおよび不可避免の不純物より構成する。

【効果】 軟化抵抗が大きく、韌性に優れたマルエージング鋼を提供することができ、ダイカスト金型鋼として使用時には、ヒートチェック、大割れに対して改善されているので、従来よりも寿命の長い金型を提供することができる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】- 重量%で、Ni: 12~14%、Mo: 4.5~6.0%、Co: 7.5~9.5%、Ti: 0.5~1.0%、C: 0.03%以下、Si: 0.1%以下、Mn: 0.1%以下、P: 0.01%以下、S: 0.01%以下、Cr: 0.05%以下、N: 0.01%以下、sol Al: 0.02~0.20%を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物よりなる軟化抵抗と靱性に優れたダイカスト金型用マルエージング鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、金型表面で加熱および冷却が繰り返されるダイカスト用金型に供されるマルエージング鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】一般的には、JIS G 4404に規定されたSKD61の合金工具鋼がアルミニウム、銅、亜鉛合金のダイカスト金型に使用されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】ダイカスト金型に生じる損傷は、金型表面で急加熱、急冷却が繰り返されることで発生する熱塑性歪による亀裂（ヒートチェック）、溶湯と金型表面が化学反応することで発生する溶損、成形応力による亀裂の進展と大割れである。このうち、特にヒートチェックは、成形品への亀裂転写、離型の悪化などを起こし、金型の寿命を短くするので、耐ヒートチェック性の向上が望まれている。

【0004】そこで、SKD61の材質改善、製造技術の改善、金型表面処理による改善が行われているが、満足すべき耐ヒートチェック性が得られていない。また、代替材料として強度、靱性のバランスにすぐれたマルエージング鋼（18%Ni鋼）の適用が試みられている。マルエージング鋼は約500℃と比較的低温で時効硬化するので、時効処理時の寸法変化が小さい、溶接性が良いなどの利点を有している。しかし、SKD61と比較すると、軟化抵抗が小さく、耐ヒートチェック性が劣っている。

【0005】本発明は、マルエージング鋼の軟化抵抗を向上させるとともに靱性を維持させて、耐ヒートチェック性にすぐれたダイカスト金型用鋼を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】前記した本発明の目的を達成するために、本発明者等は、鋭意実験、研究を重ねた結果、マルエージング鋼の利点である靱性を劣化させることなく軟化抵抗を向上させるためには、以下に示す条件を満足することが有効であることを知見した。

【0007】マルエージング鋼の軟化抵抗を改善するためには、鋼の変態点を高温側へ移行させる必要がある。これを達成するには、Niの含有量を低減させることが

有効であることは知られている。

【0008】さらに、Tiを添加すれば、時効硬化時Ni₃Tiが析出し、母相（マルテンサイト）中のNi量を低下させることができ、オーステナイト変態点が高温側へ移行し、軟化抵抗の向上に有効であること。

【0009】本発明は、前記した知見に基づいてなされたものであり、その要旨とするところは、重量%で、Ni: 12~14%、Mo: 4.5~6.0%、Co: 7.5~9.5%、Ti: 0.5~1.0%、C: 0.03%以下、Si: 0.1%以下、Mn: 0.1%以下、P: 0.01%以下、S: 0.01%以下、Cr: 0.05%以下、N: 0.01%以下、sol Al: 0.02~0.20%を含有し、残部は実質的にFeおよび不可避免的不純物よりなる成分から構成される軟化抵抗と靱性に優れたダイカスト金型用マルエージング鋼である。

【0010】

【作用】以下に、本発明におけるダイカスト金型用マルエージング鋼の成分組成の限定理由について述べる。

Ni: Niは靱性の高い母相を組織形成させるためには不可欠の元素である。しかし、その含有量が12%未満では前記作用に所望の効果が得られない。一方、含有量が増加すると変態点が低下し、軟化抵抗が小さくなることを考慮して本発明はその含有量を12~14%とした。

【0011】Mo: Moは時効硬化時に金属間化合物（FeMo、Ni₃Mo）を析出し、鋼の強化に有効な元素である。しかし、含有量が4.5%未満では、マルエージング鋼の強化が不十分となる。また、その含有量が増加すると鋼中のミクロ偏析が増大し、靱性を低下させることを考慮して本発明はその含有量を4.5~6.0%とした。

【0012】Co: CoはMoを含む金属間化合物の析出を促進し、変態点の上昇に有効な元素であるが、含有量が9.5%を越えると靱性を低下させる。また、その含有量が少ないとマルエージング鋼の強化が不十分となることを考慮して本発明はその含有量を7.5~9.5%とした。

【0013】Ti: TiはNi₃Tiの析出を行い、母相中のNi量を低下させ、時効硬化中に生成するオーステナイトを抑制するので、軟化抵抗を改善するのに有効である。また、Tiの析出強化能力はMoよりも大きい。しかし、含有量が増加するとミクロ偏析の増大が顕著となり、TiNも析出してくるという問題もある。一方、含有量が少ないと変態点の上昇、強化が不十分である。従って、軟化抵抗を改善を目的とする本発明ではその含有量を0.5~1.0%とした。

【0014】C: CはTiCを析出させ、靱性を低下させる。また、TiCの析出により母相中のTi量が減少し、強度、靱性を低下させるので、本発明ではその含有

量を0.03%以下とした。なお、C含有量は0.01%以下が望ましい。

【0015】Si:Siは介在物を増加し、靱性を低下させるので、本発明ではその含有量を0.1%以下とした。なお、Si含有量は0.05%以下が望ましい。

【0016】Mn:MnはSiと同様に介在物を増加し、靱性を低下させるので、本発明ではその含有量を0.1%以下とした。なお、Mn含有量は0.05%以下が望ましい。

【0017】P:Pは凝固時のミクロ偏析により、靱性を低下させるので、本発明ではその含有量を0.01%以下とした。なお、P含有量は0.005%以下が望ましい。

【0018】S:Sは硫化物を生成し、靱性を低下させるので、本発明ではその含有量を0.01%以下とした。なお、S含有量は0.003%以下が望ましい。

【0019】Cr:Crは介在物を増加し、靱性を低下させるとともに、変態点を低下させ、残留オーステナイトを増加させるので、強度も低下させることを考慮して本発明はその含有量を0.05%以下とした。なお、Cr含有量は0.03%以下が望ましい。

【0020】N:NはTiNを析出し、鍛造方向にTiNが点列状に分布することにより、加工表面性状を劣化させる。また、靱性も低下させるので、本発明ではその含有量を0.01%以下とした。なお、N含有量は0.

005%以下が望ましい。

【0021】solAl:solAlは溶鋼の脱酸に必須の成分であり、O含有量を0.005%以下とするためには、0.02%以上の含有量を必要とするが、含有量が0.2%を越えるとTi₃Alを析出し、靱性を低下させることを考慮して本発明はその含有量を0.02~0.20%とした。

【0022】

【実施例】次に本発明の一実施例により比較例と対比しながら説明する。なお、これらの実施例は本発明の効果を示す例示であって、本発明の技術的範囲を何等制限するものでないことは勿論である。

【0023】表1、2に示す成分組成の鋼を真空溶解、鍛造した後に、820°Cで溶体化処理を施し、500°Cから650°Cの範囲で4時間時効処理した。この鋼より試験片を採取して、ロックウェルCの硬さの測定を行い、500°C時効処理材の硬さに対する軟化度を評価した。また、2mmUノッチの衝撃試験を実施し、靱性を評価した。表1及び表3中の鋼No1~10は本発明の範囲内の組成を有しているものであり、表2及び表3中の鋼No11~27は化学成分中の*印を付した成分が本発明の範囲から外れたものである。

【0024】

【表1】

鋼種	化 学 成 分 (重 量 %)										
	Ni	Mo	Co	Ti	C	Si	Mn	P	S	Cr	N
1	12.00	5.13	8.74	0.84	0.001	<0.01	<0.01	0.001	0.001	0.01	0.002
2	13.04	4.50	8.16	0.77	0.001	<0.01	0.03	0.010	0.001	0.02	0.004
3	12.57	5.64	7.50	0.66	0.003	0.09	0.02	0.003	0.001	0.01	0.002
4	12.79	5.75	8.11	0.50	0.001	0.10	0.01	0.002	0.002	0.01	0.002
5	12.41	4.99	8.85	0.61	0.005	<0.01	<0.01	0.001	0.010	0.01	0.001
6	13.61	5.51	8.24	0.89	0.001	<0.01	<0.01	0.001	0.005	0.03	0.005
7	14.00	5.87	8.96	0.92	0.011	<0.01	0.10	0.003	0.001	0.01	0.007
8	13.86	6.00	8.56	0.56	0.028	<0.01	<0.01	0.001	0.006	0.05	0.002
9	13.25	5.04	9.50	0.72	0.001	0.05	0.05	0.005	0.001	0.01	0.010
10	13.67	5.68	9.03	1.00	0.005	0.02	0.04	0.001	0.002	0.04	0.003

【0025】

【表2】

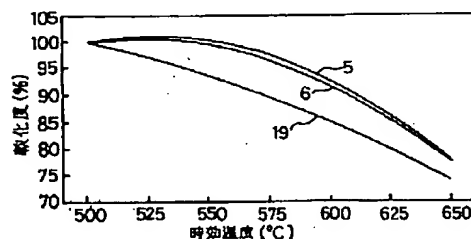
鋼 種		化 学 成 分 (重 量 %)											
		Ni	Mo	Co	Ti	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	solAl
比 較 鋼	11	11.90	5.16	8.81	0.93	0.002	0.02	0.01	0.002	0.001	0.01	0.004	0.07
	12	14.10	5.46	8.33	0.51	0.001	0.02	0.02	0.001	0.002	0.03	0.002	0.09
	13	13.85	4.40	8.87	0.58	0.003	0.01	0.01	0.003	0.001	0.01	0.006	0.14
	14	12.33	6.10	8.24	0.91	0.001	<0.01	0.04	0.001	0.005	0.04	0.005	0.08
	15	13.17	5.33	7.40	0.67	0.001	0.01	0.01	0.001	0.002	0.01	0.003	0.06
	16	13.25	5.29	9.60	0.73	0.001	0.03	<0.01	0.001	0.001	0.01	0.003	0.08
	17	13.36	5.18	8.16	0.40	0.005	0.01	0.05	0.004	0.003	0.01	0.004	0.09
	18	13.29	5.56	8.83	1.10	0.002	<0.01	0.07	0.001	0.001	0.01	0.002	0.10
	19	17.17	4.85	8.55	0.61	0.001	0.03	0.04	0.001	0.002	0.01	0.002	0.11
	20	13.16	5.67	8.13	0.89	0.040	<0.01	0.01	0.003	0.001	0.03	0.007	0.06
	21	13.33	5.49	8.39	0.91	0.001	0.11	0.02	0.001	0.004	0.01	0.002	0.09
	22	13.51	5.28	8.34	0.82	0.001	0.03	0.11	0.002	0.001	0.02	0.003	0.14
	23	12.91	5.49	8.43	0.79	0.001	0.05	<0.01	0.011	0.003	0.03	0.004	0.09
	24	13.24	5.37	8.17	0.81	0.003	0.04	0.03	0.001	0.011	0.01	0.002	0.07
	25	13.36	5.81	8.56	0.84	0.015	0.01	0.06	0.005	0.002	0.06	0.005	0.08
	26	13.66	5.31	8.25	0.81	0.002	0.03	0.05	0.001	0.002	0.01	0.011	0.11
	27	13.15	5.66	8.31	0.88	0.001	<0.01	0.02	0.003	0.001	0.01	0.002	0.21

【0026】

【表3】

鋼 種		時効温度 (°C)	硬さ H _R C	軟化度 (%)	衝撃値 (J/cm ²)
本 発 明 鋼	1	550	48.9	101	54
	2	550	49.2	97	65
	3	550	48.7	98	68
	4	550	48.8	97	71
	5	550	49.9	100	60
	6	550	50.5	99	57
	7	550	51.0	98	58
	8	550	51.2	99	59
	9	550	50.6	97	56
	10	550	51.3	101	55
比 較 鋼	11	550	49.5	100	25
	12	550	48.3	93	42
	13	550	48.8	94	40
	14	550	51.7	98	33
	15	550	48.5	94	41
	16	550	51.2	97	32
	17	550	47.8	93	44
	18	550	51.1	102	31
	19	550	50.0	98	37
	20	550	50.2	99	16
	21	550	50.4	99	23
	22	550	50.1	98	25
	23	550	49.3	99	14
	24	550	49.5	97	16
	25	550	49.7	98	19
	26	550	49.6	97	21
	27	550	50.1	98	34

【図1】



0

【0027】これらのマルエージング鋼のうちNo. 5・6およびNo. 19での軟化度（500℃時効処理材に対する硬さの比率）と時効処理温度との関係を図1に示し、衝撃値と硬さの関係を図2に示す。

【0028】表3および図1より本発明のマルエージング鋼は、従来の鋼よりも軟化度に優れており、軟化抵抗が大きいことは明らかである。特に、これまで18%Niマルエージング鋼において問題とされていた550℃前後における軟化抵抗の改善が著しい。

0 【0029】また、表3および図2よりダイカスト金型に使用される硬さH_R C48～50の範囲において、本発明のマルエージング鋼は従来の鋼、特に18%Niマルエージング鋼よりも衝撃値が高く、靱性に優れていることは明らかである。これまで低Ni鋼のマルエージング鋼は18%Ni鋼より靱性が劣ると言われていたが、成分組成および時効温度の選定により靱性を高めることができた。即ち、本発明によると、ダイカスト金型使用条件下で軟化抵抗が大きく、靱性に優れたマルエージング鋼を得ることができる。

0 【0030】

【発明の効果】前記した如く、本発明は軟化抵抗が大きく、靱性に優れたマルエージング鋼を提供することができ、ダイカスト金型鋼として使用時には、ヒートチェック、大割れに対して改善されているので、従来よりも寿命の長い金型を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本実施例での軟化度（500℃時効処理材に対する硬さの比率）と時効処理温度との関係を示す図である。

0 【図2】本実施例での衝撃値と硬さの関係を示す図である。

【図2】

